

Левина А.В.
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
for_lav@mail.ru

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ 03X13H10K5M2Ю2Т ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

При производстве проволоки, для достижения высокопрочного состояния используют несколько технологических этапов, состоящих из смягчающей термической обработки (заковки) с последующей подготовкой поверхности к волочению, волочение с отработанными и рекомендуемыми режимами суммарной пластической деформации и последующее последеформационное старение, которое является заключительной операцией, проводимой только на готовых размерах или готовых изделиях. Технологический цикл получения высокопрочной проволоки тонких размеров обычно включает несколько таких повторяемых циклов. Если на промежуточных размерах суммарную пластическую деформацию ограничивают величиной 75–80 % ($\epsilon = 1,5\text{--}2,0$), то на заключительной стадии выбор суммарной степени обжатия определяется требуемыми свойствами и может быть значительно больше.

Целью данной работы является изучение тонкой структуры аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т по всем технологическим этапам. Электронно-микроскопический анализ и микродифракционные исследования проводили на микроскопах JEM-200CX и JSM-5610LV.

Структура аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т после заковки от 1000 °С состоит в основном из двух основных фаз – аустенита и δ -феррита примерно в равных количествах (50:50). В ранее проведенных исследованиях было показано, что δ -феррит исследуемой стали обладает аномально высокой твердостью (≥ 500 HV), в то время как твердость аустенита невысокая (≈ 200 HV).

На электронно-микроскопических картинах, снятых с участков δ -феррита, обнаружены сверхструктурные рефлексy, которые являются запрещенными для δ -феррита. Как показывает анализ электронограмм, выявляемая сверхструктура лучше всего описывается решеткой типа B2.

Темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе (001) указывает на присутствие («свечение») в кристаллах δ -феррита высокодисперсных равномерно распределенных частиц округлой формы. Все это позволяет сделать вывод, что в δ -феррите даже в закаленном состоянии наблюдаются выделения интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al с решеткой типа B2. На электронных микродифракциях структурные рефлексы от решетки интерметаллида (Fe,Ni)Al полностью совпадают с рефлексами, полученными при отражении от ОЦК-решетки δ -феррита, что свидетельствует о когерентной связи между этими решетками.

Деформация закаленной аустенитно-ферритной стали вызывает интенсивное упрочнение, и после максимального обжатия ($e \approx 2,0$) временное сопротивление разрыву σ_b возрастает почти в 2,5 раза по сравнению с закаленным состоянием и составляет 2250 МПа. Была изучена эволюция структурообразования в аустенитно-ферритной стали при различных степенях деформации. Деформация закаленной стали на небольшие ($e = 0,27$) и умеренные ($e = 0,75$) степени обжатия приводит к образованию сетчатой субструктуры. Образуются также тонкие деформационные двойники, которые располагаются вначале преимущественно по одной системе сдвига, а затем с увеличением степени деформации по двум-трем системам. Наблюдаются контура экстинкции и в δ -феррите. Электронно-микроскопические исследования показали, что в ОЦК-матрице (δ -феррите) присутствуют высокодисперсные (типа «ряби») равноосные выделения интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al, имеющие упорядоченную ОЦК-решетку и когерентную связь с твердым раствором. С увеличением степени деформации до $e = 1,5$ и выше наблюдается интенсивное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение и образование фрагментированной структуры. Объемная доля фрагментированной субструктуры возрастает с увеличением степени деформации. Появление на электронограммах размытия рефлексов матрицы по кольцу свидетельствует о ее значительной фрагментации и увеличении азимутального угла разориентировки. В сильнодеформированной структуре анализ рентгенограмм весьма затруднителен, т. к. на формирование дифракционной картины влияет одновременно и присутствие фаз и особенности субструктуры. Образование мартенсита в аустенитной матрице, искаженной вследствие ее значительной деформации перед мартенситным превращением, приводит к наследованию им дефектов аустенита. В темнопольном изображении наблюдается «свечение» фазы в рефлексе $(121)_\alpha$ и (Fe,Ni)Al, т. е. в δ -феррите после деформации сохраняется присутствие упорядоченной ин-

терметаллидной фазы (Fe,Ni)Al. Как показали результаты рентгеноструктурного анализа, аустенит стали 03X13H10K5M2Ю2Т является метастабильным и при деформации с $e = 2,0$ практически полностью переходит в мартенсит деформации.

При электронно-микроскопическом исследовании деформированной ($e = 1,75$) и состаренной в течение 1 ч при 500 °С стали было установлено, что после старения в структуре сохраняется волокнистый характер α -мартенсита, по границам которого видны тонкие прослойки γ -фазы. При такой обработке хорошо различается тонкая дислокационная структура мартенсита деформации, на микродифракционных картинах которого не наблюдается распада, о чем свидетельствует сохранение высокой степени пересыщения α -твердого раствора. Области α -мартенсита окружены участками δ -феррита с выделившейся упорядоченной интерметаллидной фазой (Fe,Ni)Al. При старении размер частиц интерметаллидной фазы типа (Fe,Ni)Al увеличился до 40 нм, что усиливает дифракционный контраст от них на электронограммах. Повышение температуры старения до 650 °С приводит к резкому изменению структуры предварительно деформированного образца. На электронно-микроскопических снимках видны лишь кристаллы (α/δ), имеющие ОЦК-решетку с ярко выраженной сверхструктурой типа B2. В сверхструктурных рефлексах этой решетки четко видны подросшие включения интерметаллидной фазы округлой формы, причем отделить на электронных изображениях кристаллы δ -феррита и кристаллы распавшегося α -мартенсита не представляется возможным. Происходящие в тонкой структуре изменения позволяют объяснить изменения свойств исследуемой стали при ТМО.